

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2001152287  
PUBLICATION DATE : 05-06-01

APPLICATION DATE : 26-11-99  
APPLICATION NUMBER : 11335574

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : KAMURA MANABU;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/12

TITLE : HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN SPOT WELDABILITY

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high strength cold rolled steel sheet good in a balance of strength and ductility and also excellent in spot weldability.

SOLUTION: This high strength cold rolled steel sheet excellent in spot weldability has chemical components containing, by mass, 0.05 to 0.14% C, 0.50 to 1.50% Si, 0.80 to 2.00% Mn and 0.01 to 0.25% Mo and has a steel structure of the three phases of ferrite, bainite and retained austenite, in which the ratio of each phase is composed of, by area, ferrite: 50 to 90%, retained austenite: 3 to 9%, and the balance bainite.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-152287

(P2001-152287A)

(43)公開日 平成13年6月5日(2001.6.5)

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>

C 2 2 C 38/00

38/12

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00

38/12

テ-マコード\*(参考)

3 0 1 S

3 0 1 B

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全 6 頁)

(21)出願番号

特願平11-335574

(22)出願日

平成11年11月26日(1999.11.26)

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72)発明者 大宮 良信

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 嘉村 学

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(74)代理人 100105692

弁理士 明田 莞

(54)【発明の名称】 スポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板

(57)【要約】

【課題】 強度と延性バランスが良く、かつ、スポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板を得ること。

【解決手段】 化学成分として質量%で、C:0.05~0.14%、Si:0.50~1.50%、Mn:0.80~2.00%、Mo:0.01~0.25%をそれぞれ含有し、鋼組織がフェライト、ベイナイト及び残留オーステナイトからなる3相組織であり、各相の割合が面積率で、フェライト:50~90%、残留オーステナイト:3~9%、ベイナイト:残部、であるスポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 化学成分として質量％で、C：0.05～0.14％、Si：0.50～1.50％、Mn：0.80～2.00％、Mo：0.01～0.25％をそれぞれ含有し、鋼組織がフェライト、ベイナイト及び残留オーステナイトからなる3相組織であり、各相の割合が面積率で、フェライト：50～90％、残留オーステナイト：3～9％、ベイナイト：残部、であることを特徴とするスポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項2】 質量％で、P：0.010％以下、S：0.010％以下を含有するものである請求項1記載のスポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、引張強さが440～780MPa級の高強度冷延鋼板に関し、詳しくは強度と延性バランスが良く、かつ、スポット溶接時に割れや空孔などの溶接欠陥が発生しにくい優れたスポット溶接性を備えた高強度冷延鋼板に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車を取り巻く状況として、衝突時の安全性向上の点から補強部材の増加により車体重量が増える傾向にあり、車体軽量化の要求が強い。また、地球環境保全の点で燃費向上のためにも車体軽量化が必要となっている。このために高強度鋼板の自動車への適用が進められているものの、一般的に強度の上昇は加工性の劣化を招き、プレス成形を困難にするため、強度－延性バランスに優れた高強度鋼板が強く要請されている。

【0003】このような要請に対して、従来、鋼組織として「フェライト」＋「ベイナイト」＋「残留オーステナイト」からなる3相の複合組織を有し、残留オーステナイトによる変態誘起塑性（Transformation Induced Plasticity：TRIP）を利用して延性を高めるようにした、すなわち塑性変形時に残留オーステナイトが硬質相（マルテンサイト）に変態することで鋼全体としての変形能（全伸び）が向上して延性を高めるようにした高強度冷延鋼板が提案されている（特開平5-311236号公報、特開平6-220580号公報など）。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】ところが、前述した従来の高強度冷延鋼板では、その鋼組織として常温までオーステナイト組織を残留させるために、焼鈍過程でオーステナイトに十分にCを濃縮（濃化）させること、このCのオーステナイトへの濃化を促進させる作用のあるSiを多量に添加すること、及びオーステナイトの安定化のためにMnを一定量以上添加することが必要であることから、合金成分量の多い高成分系となっている。

【0005】この高合金成分系のため、前記鋼板のスポット溶接を行うと、生成するナゲットが硬くて脆くなる

とともに、電気抵抗による発熱量が大きいため溶融－凝固過程での体積変化が大きいためナゲットに微細な割れが生じたり、また、低電流でも溶融金属の飛散（散り現象）による空孔がナゲットに生じたりすることがしばしば発生する。このため、スポット溶接部が前記割れや空孔などの溶接欠陥を起点にして破断しやすく、健全なスポット溶接継手を得る点において改善の余地があった。

【0006】そこで本発明の目的は、強度と延性バランスが良く、かつ、スポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板を提供することにある。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】前記の目的を達成するために、請求項1の発明は、化学成分として質量％で、C：0.05～0.14％、Si：0.50～1.50％、Mn：0.80～2.00％、Mo：0.01～0.25％をそれぞれ含有し、鋼組織がフェライト、ベイナイト及び残留オーステナイトからなる3相組織であり、各相の割合が面積率で、フェライト：50～90％、残留オーステナイト：3～9％、ベイナイト：残部、であるスポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板である。

【0008】請求項2の発明は、前記請求項1記載のスポット溶接性に優れた高強度冷延鋼板において、質量％で、P：0.010％以下、S：0.010％以下を含有するものであることを特徴とする。

【0009】本発明による高強度冷延鋼板においては、「フェライト」＋「ベイナイト」＋「残留オーステナイト」からなる3相の複合組織とすることにより、高い強度とともに、残留オーステナイトによる前記TRIP効果を活用して高い延性（伸び）を得ることができ、強度とプレス加工性を両立させることができる。また、鋼化学成分としてMoを微量添加することにより、スポット溶接時のナゲットの性状を改善できることで割れや空孔などの溶接欠陥が極めて発生し難く、健全なスポット溶接継手を得ることができる。

【0010】以下、本発明の高強度冷延鋼板における化学成分及び組成の限定理由について説明する。なお、化学成分の含有量の「％」は「質量％」を意味する。

【0011】Cは、鋼の強度に大きく作用し、低温度変態生成物の量や形態を変えることで延性（伸び）をはじめとする加工性に影響を及ぼす元素である。C量が0.05％未満では引張強さが440MPa以上の高強度を得ることができず、一方、0.14％を超えるとフェライト以外の硬質な第2相の体積率が高くなりすぎてプレス成形に耐えうる加工性が維持できなくなる。したがって、C量は0.05～0.14％とした。

【0012】Siは、フェライトに固溶し、オーステナイトと共存する状態でオーステナイト中へのCの濃化を促進させる作用を有し、効果的に残留オーステナイトを生じさせる元素である。そのためには少なくとも0.5

0%を必要とする一方、過剰に添加するとフェライトを強化しすぎて延性の低下を招くので、上限を1.50%とする必要がある。したがって、Si量は0.50～1.50%とした。

【0013】Mnは、残留オーステナイトの生成には不可欠な元素であり、しかもオーステナイト安定化元素である。このような作用を発揮させるには少なくとも0.80%を必要とし、一方、2.00%を超えると溶裂が4位になる。したがって、Mn量は0.80～2.00%とした。

【0014】Pは、粒界に偏析して脆化を引き起し、スポット溶接された際のナゲットの凝固組織を脆化させるため少ない方が望ましく、0.010%以下とすることかよい。

【0015】Sは、その量が増えると鋼中に析出する硫化物の量が増え、鋼の延性を低下させるだけでなく、スポット溶接された際のナゲットの割れ感受性に悪影響を及ぼすため少ない方が望ましく、0.010%以下とすることかよい。

【0016】Moは、本発明において重要な元素である。本発明者らはMoの添加効果を調べるため、共通する化学成分として、C:0.13%、Si:1.40%、Mn:1.50%、P:0.009%、S:0.006%、Al:0.045%、N:0.0018%及びO:0.0024%を含有し、Moの含有量が異なる各冷延鋼板をそれぞれ製造し、そのスポット溶接性を調査した。各冷延鋼板の組織は、いずれも、面積率でフェライト:60%、残留オーステナイト:8%、ベイナイト:32%という3相組織である。

【0017】スポット溶接性については、製造した板厚1.4mmの供試冷延鋼板を2枚重ねのダイレクト法でスポット溶接し、その引張せん断試験を行って引張せん断強さと破断形態とを調べて評価を行った。スポット溶接条件は、電極:ドームラジアス型、φ6mm(先端径)、加圧力:1.32kN、通電時間:17サイクル、とした。

【0018】結果の一例を図1～図3に示す。図1は「Moを添加しないもの」、図2は「Mo:0.08%のもの」、図3は「Mo:0.22%のもの」による結果をそれぞれ示している。図1～図3により明らかなように、Moを添加しない冷延鋼板では、Mo含有冷延鋼板に比べて、散り現象が発生する15kA以上の高電流域を除いても、破断形態として剥離破断と肉割れ、特に肉割れが多く発生していることがわかる。そして、これら剥離破断材や肉割れ破断材の引張せん断強さの値は、健全な破断形態であるボタン破断したものに比べて2000N以下と低くなっていることがわかる。このようにMoの添加によって健全なスポット溶接継手が得られる理由は必ずしも明確ではないが、Moはナゲットの凝固組織の脆化を防止する作用、また、スポット溶接部に生

じる割れ、ブローホールのような材質的な欠陥に対する感受性を低下させる作用があるためと考えられる。

【0019】このようなスポット溶接性を改善させる効果を得るためにはMoは少なくとも0.01%以上、好ましくは0.03%以上は必要である。しかし、0.25%を超えると、効果が飽和するだけでなく延性が低下するようになるので好ましくない。したがって、Mo量は0.01～0.25%とし、前記の延性低下の点から0.01～0.1%の範囲が好ましい。

【0020】その他の元素については、通常の冷延鋼板に不純物として含有されるレベルであれば何ら差し支えない。例えば、Alは脱酸のために添加されるが、その残存量が0.01～0.1%程度の範囲であれば差し支えない。また、N含有量は0.010%以下程度の範囲であれば差し支えない。

【0021】次に、鋼組織についてはフェライト、ベイナイト及び残留オーステナイトからなる3相の複合組織とする。このうちフェライトの割合は、残留オーステナイトによるTRIP効果を活用して高い延性を得ることにしたものであっても、延性向上のためには面積率で50%以上は必要である。しかし、90%を超えると他の相によって所要の強度を確保することが困難になる。したがって、フェライトは面積率で50～90%とした。残留オーステナイトは、面積率で3%を下回るとTRIP効果が十分に発揮できずに優れた延性が得られない一方、面積率で9%を超えると延性向上の効果は飽和に達する。したがって、残留オーステナイトは面積率で3～9%とした。そして残部がベイナイトの割合となる。

【0022】本発明の高強度冷延鋼板の製造は常法に従えばよい。以下にその製造方法を述べる。前記化学成分の鋼を溶製しスラブとなし、該スラブを熱間圧延してフェライト及びパーライト組織の鋼板にする。熱間圧延は、加熱温度:1000～1300℃、仕上げ温度:Ar3点～950℃、仕上げ圧延後の平均冷却速度:30～120℃/s、という通常の条件範囲で行えばよい。熱間圧延での巻取り温度は、250～600℃の範囲がよい。600℃を超えると巻き取られた鋼板の表面のスケールが厚くなり酸洗性が悪化するだけでなく、粒界酸化が生じて最終製品の表面性状が悪くなり、一方、250℃を下回ると硬くなって冷間圧延性を低下させるためである。

【0023】熱間圧延後、常法に従い酸洗、次いで冷間圧延を行う。冷間圧延は冷延圧下率30%以上で所定の板厚とする。次に連続焼鈍炉にて、鋼の一部をオーステナイト変態させるためにAC1～AC3変態点まで加熱し、しかる後、残留オーステナイトを得るために平均冷却速度:1～30℃/sにて400～480℃の温度域まで冷却を行い、次いでベイナイトを生成させるとともに残留オーステナイトの安定化を図るために該温度域に1～20分間保持し、その後に室温まで冷却を行うようにす

ればよい。なお、室温まで冷却を行った後は、必要に応じて調質圧延を施せばよい。このように前記した化学成分の鋼を熱間圧延、冷間圧延及び熱処理を行うことにより、鋼組織がフェライト、ベイナイト及び残留オーステナイトからなり、強度-延性バランスが良く、かつ、スポット溶接性の良好な高強度冷延鋼板が得られる。

#### 【0024】

【実施例】以下、本発明の実施例を比較例とともに説明する。

【0025】表1に示す化学成分の鋼を溶製しスラブとした。これら各スラブについて、加熱温度：1150℃、仕上温度：850～900℃、仕上げ後の平均冷却速度：60℃/s、巻取り温度：500℃で熱間圧延を施して2.6mm厚の板材とした。次いで酸洗後に冷間圧延を施して1.4mm厚の冷延板とした。

【0026】次いで前記した冷間圧延の後、表1に示すもののうち、本発明例のNo. 1～No. 3、No. 9、及び比較例のNo. 4～No. 8については、連続焼鈍炉にて、830℃×90秒の加熱保持後、平均冷却速度：9℃/sで430℃まで冷却し、引き続いて該430℃で150秒間保持し、その後に平均冷却速度：5℃/sで室温まで冷却するという熱処理を施した。そして室温まで冷却を行った後に調質圧延を実施し、得られた供試鋼板について、JIS5号試験片を用いた引張試験による機械的性質と、スポット溶接性を調べた。一方、前記冷間圧延の後、他の比較例のNo. 10及び11については、連続焼鈍炉にて前記の熱処理条件（連続

焼鈍条件）とは異なる条件により熱処理を施し、得られた供試鋼板の機械的性質とスポット溶接性を調べた。

【0027】前記引張試験による鋼板の機械的特性は、降伏点（YP）、引張強さ（TS）、延性を評価するための伸び〔全伸び〕（EI）、及び、強度-延性バランスの度合いを表すTS×EIの値を求めた。

【0028】スポット溶接性については、前記板厚1.4mmの供試鋼板を2枚重ねてダイレクト法でスポット溶接して引張せん断試験片を作成し、引張せん断試験を行ってその破断形態によりスポット溶接性の良否を評価した。評価は、供試鋼板毎にそれぞれ試験片10個の試験を行い、10個のうち健全な破断形態であるボタン破断した試験片が10個全部の場合を○（合格）、5～9個の場合を△（不合格）、4個以下の場合を×（不合格）とした。スポット溶接条件は、電極：ドームラジウス型、φ6mm（先端径）、加圧力：4.32kN、通電時間：17サイクル、溶接電流値：〔散りが発生する最小電流値+0.5kA〕、とした。

【0029】表1に供試鋼板を示し、表2に試験結果である機械的性質及びスポット溶接性を示す。表1中に示した鋼組織の各相の割合は、組織観察して面積率で求めるとともに、残留オーステナイトはX線回折で同定した。なお、スポット溶接性の評価が前記の「△」に該当するものはなかった。

#### 【0030】

【表1】

区 分	No.	化学成分（質量％） 残部：Fe及び不可避免的不純物								組織構成（％）		
		C	Si	Mn	Mo	P	S	Al	N	フェライト	残留γ	残部
本発明	1	0.07	1.21	1.72	0.05	0.004	0.003	0.083	0.0012	81	6.2	ベイナイト
本発明	2	0.13	0.79	1.33	0.08	0.014	0.001	0.043	0.0028	69	5.3	ベイナイト
本発明	3	0.10	1.42	0.95	0.14	0.009	0.008	0.027	0.0032	64	8.4	ベイナイト
比較例	4	0.04	0.67	1.53	0.09	0.007	0.004	0.042	0.0011	92	0	ベイナイト
比較例	5	0.08	0.05	1.69	0.04	0.001	0.002	0.039	0.0043	69	0	ベイナイト
比較例	6	0.12	1.06	0.22	0.11	0.006	0.007	0.053	0.0026	74	0	パーライト
比較例	7	0.09	1.28	1.61	tr	0.008	0.004	0.048	0.0018	72	8.8	ベイナイト
比較例	8	0.11	1.03	1.34	0.28	0.010	0.001	0.029	0.0031	68	3.4	ベイナイト
本発明	9	0.10	1.27	1.45	0.07	0.005	0.005	0.064	0.0033	77	7.1	ベイナイト
比較例	10	"	"	"	"	"	"	"	"	44	0	マルテンサイト
比較例	11	"	"	"	"	"	"	"	"	75	1.3	ベイナイト

#### 【0031】

【表2】

区 分	No.	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS×EI	スポット 溶接性
本発明	1	386	623	38	23674	○
本発明	2	366	641	37	23717	○
本発明	3	358	593	39	23127	○
比較例	4	374	502	33	16566	○
比較例	5	328	477	36	17172	○
比較例	6	308	452	35	15820	○
比較例	7	411	617	40	24680	×
比較例	8	427	643	31	19933	○
本発明	9	394	604	41	24764	○
比較例	10	472	791	23	18193	○
比較例	11	408	651	30	19530	○

【0032】表2から明らかなように、本発明鋼（No. 1～No. 3、No. 9）は、高強度でしかもTS×EIの値 $\geq 20000$ で強度－延性バランスが良く、かつ、スポット溶接時に割れや空孔などの溶接欠陥が極めて発生し難くて健全なスポット溶接継手を得られ、良好なスポット溶接性を有している。

【0033】一方、比較鋼のNo. 4～No. 8、No. 10及びNo. 11では、本発明で規定する要件の何れかを欠くため、次のような問題があった。すなわち、No. 4はC量が下限値を外れ、No. 5はSi量が下限値を外れ、No. 6はMn量が下限値を外れており、これらNo. 4～No. 6は残留オーステナイトが生成されておらず鋼組織が本規定から外れており、強度及び延性とも低い。

【0034】また、比較鋼のNo. 7はMoが添加されていないため、スポット溶接継手の引張せん断試験では溶接部の脆化に起因する肉割れ破断が多発し、強度も低いものであった。No. 8は逆にMo量が上限値を外れるために伸びが低下し、TS×EIの値が20000を下回り強度－延性バランスが悪い。No. 10はフェラ

イトとマルテンサイトからなり鋼組織が本規定から外れており、伸びが極めて悪く、No. 11は残留オーステナイトの生成量が下限値を外れるために伸びが悪く、強度－延性バランスが劣ったものであった。

【0035】

【発明の効果】以上述べたように、本発明による高強度冷延鋼板は、強度と延性バランスが良く、かつ、優れたスポット溶接性を備えており、自動車用鋼板に用いて好適であり自動車の車体軽量化に貢献することができる。

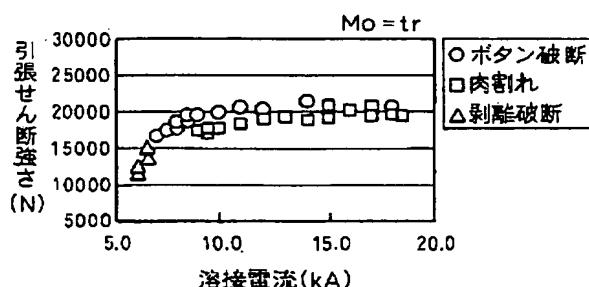
【図面の簡単な説明】

【図1】スポット溶接継手での引張せん断強さと破断形態に及ぼすMo含有量（Moを添加しない場合）の影響を示すグラフである。

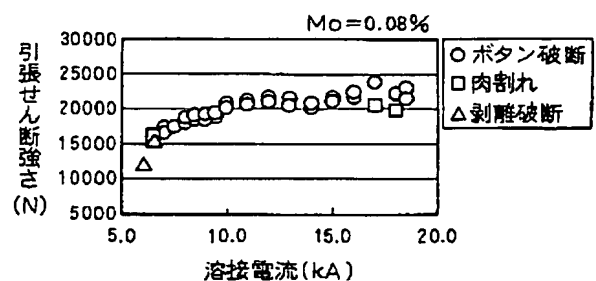
【図2】スポット溶接継手での引張せん断強さと破断形態に及ぼすMo含有量（Mo：0.08%の場合）の影響を示すグラフである。

【図3】スポット溶接継手での引張せん断強さと破断形態に及ぼすMo含有量（Mo：0.22%の場合）の影響を示すグラフである。

【図1】



【図2】



【図3】

